

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-345281

(43)Date of publication of application : 12.12.2000

(51)Int.Cl. C22C 38/00
C21D 8/02
C22C 38/18

(21)Application number : 11-155751

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 02.06.1999

(72)Inventor : HASEGAWA TOSHINAGA
TOMITA YUKIO
HASHIMOTO KATSURO

(54) LOW ALLOY HEAT RESISTANT STEEL EXCELLENT IN WELDABILITY AND LOW TEMPERATURE TOUGHNESS, AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain excellent weldability by providing the heat resistant steel contg. C, Si, Mn, Cr, Mo, Al and N in a specified ratio and P and S of a specified value an below, and the balance iron with impurities with a structure only of bainite in which the old austenite grain size is controlled to specified value or below, or a mixed structure of a bainitic structure, a martensitic structure and a ferritic structure.

SOLUTION: This steel has a compsn. contg., by weight, 0.01 to 0.2% C, 0.01 to 1% Si, 0.1 to 2% Mn, 0.1 to 3% Cr, 0.1 to 1.5% Mo, 0.001 to 0.1% Al, 0.001 to 0.01% N, $\leq 0.025\%$ P and $\leq 0.015\%$ S, and the balance iron with inevitable impurities and a structure only of bainite in which the old austenite grain size is controlled to $\leq 50\ \mu\text{m}$ or a mixed structure of a bainitic structure in which the old austenite grain size is controlled to $\leq 50\ \mu\text{m}$ and one more kinds of a martensitic structure of $\leq 50\%$ area ratio and a ferritic structure of $\leq 30\%$ area ratio in which the old austenite grain size is controlled to $\leq 20\ \mu\text{m}$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 14.09.2005

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2000-345281
(P2000-345281A)

(43) 公開日 平成12年12月12日 (2000. 12. 12)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/18		C 2 2 C 38/18	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 13 頁)

(21) 出願番号 特願平11-155751

(22) 出願日 平成11年6月2日 (1999. 6. 2)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 長谷川 俊永

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内

(72) 発明者 富田 幸男

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内

(74) 代理人 100062421

弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 Cr量が3%以下、Moが1.5%以下の範囲で複合添加されたCr-Mo系の低合金耐熱鋼、特に板厚が50mm以上、200mm以下程度の厚手材において、溶接性と強度及び低温靱性に優れた鋼とその製造方法を提供する。

【解決手段】 下記(a)、(b)いずれかの組織を有することを特徴とする溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼。

(a) 旧オーステナイト粒径が50μm以下のベイナイトのみからなる組織。

(b) 旧オーステナイト粒径が50μm以下のベイナイト組織に加えて、旧オーステナイト粒径が50μm以下のマルテンサイト組織：面積率50%以下、平均粒径が20μm以下のフェライト組織：面積率30%以下の一方もしくは両方を有する混合組織。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.01~0.2%、

Si : 0.01~1%、

Mn : 0.1~2%、

Cr : 0.1~3%、

Mo : 0.1~1.5%、

Al : 0.001~0.1%、

N : 0.001~0.01%

を含有し、さらに不純物として、

P : 0.025%以下、

S : 0.015%以下

を含有し、残部が鉄及び不可避不純物からなり、下記

(a)、(b)いずれかの組織を有することを特徴とする溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼。

(a) 旧オーステナイト粒径が50μm以下のベイナイトのみからなる組織。

(b) 旧オーステナイト粒径が50μm以下のベイナイト組織に加えて、

旧オーステナイト粒径が50μm以下のマルテンサイト組織：面積率50%以下、平均粒径が20μm以下のフェライト組織：面積率30%以下の一方もしくは両方を有する混合組織。

【請求項2】 重量%でさらに、

Ni : 0.01~1%、

Cu : 0.01~1%、

Ti : 0.003~0.1%、

V : 0.005~0.5%、

Nb : 0.003~0.1%、

Zr : 0.003~0.1%、

Ta : 0.005~0.2%、

W : 0.1~2%、

B : 0.0003~0.01%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼。

【請求項3】 重量%でさらに、

Mg : 0.0005~0.01%、

Ca : 0.0005~0.01%、

REM : 0.005~0.1%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼。

【請求項4】 請求項1~3のいずれか1項に記載の低合金耐熱鋼の製造方法であって、請求項1~3のいずれか1項に記載の成分を含有する鋼片を1000~1300℃に加熱し、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で累積圧下率が30~80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延を行った後、Ac₁変態点以上1000℃以下でオーステナイト化し、焼きならしを施すことを特徴とする溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱

鋼の製造方法。

【請求項5】 焼きならし後に、500℃以上Ac₁変態点未満で焼き戻すことを特徴とする請求項4に記載の溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼の製造方法。

【請求項6】 請求項1~3のいずれか1項に記載の低合金耐熱鋼の製造方法であって、請求項1~3のいずれか1項に記載の成分を含有する鋼片を1000~1300℃に加熱し、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で累積圧下率が30~80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延を行った後、Ac₁変態点以上1000℃以下でオーステナイト化し、1~50℃/sの冷却速度で焼入れを行い、さらに500℃以上Ac₁変態点未満で焼き戻すことを特徴とする溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼の製造方法。

【請求項7】 熱間圧延後、700℃以上の温度から5~50℃/sの冷却速度で600℃以下まで加速冷却を行うことを特徴とする請求項4~6のいずれか1項に記載の溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、溶接性と低温靱性に優れたCr量が3%以下、Moが1.5%以下の範囲で複合添加されたCr-Mo系の低合金耐熱鋼とその製造方法に関するものである。さらに詳しくは、板厚が50mm以上、200mm以下程度の厚手材において、溶接性と強度及び低温靱性とに優れた鋼とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】550℃程度以下の高温で使用される鋼材には、該温度域での強度、クリープ強度の観点からCr-Mo系の中高温用鋼あるいは耐熱鋼が用いられる。これらCr-Mo系耐熱鋼はCr量によって組織が異なり、一般的にはCr量が3%程度以下の鋼ではフェライト+ベイナイト、9%程度前後の鋼ではマルテンサイト単相鋼、さらにそれ以上のCr量の鋼ではフェライト(δ-フェライト)+マルテンサイト~フェライト単相鋼となる。従って、構造材料として必要な材質(強度、靱性、クリープ強度、等)上の課題及びその材質確保・改善のための金属組織学的手段も、Crレンジごとに当然異なる。

【0003】本発明は、通常フェライト+ベイナイト組織となるCr量が3%程度以下のCr-Mo系鋼に関するものである。フェライト+ベイナイト組織となるCr-Mo系鋼は、ボイラや压力容器用材料として代表的な2.25Cr-1Mo鋼や、この鋼にさらにNb、Vを微量添加した鋼は高い高温強度・クリープ強度を有しているが、フェライト安定化元素であるCr、Moを含有するために、フェライト変態が比較的高温となる一方で、ベイナイト焼入性が高い結果、粗大な塊状フェライ

トと粗大な硬質第二相（ベイナイト、マルテンサイト）となる傾向が強い。そのため、マルテンサイト単相となる9Cr系鋼等と比較して韌性が劣る傾向にある。特に、厚手材となると熱処理時の冷却速度が小さくなるため、フェライトとベイナイトの粗大化が一層助長され、韌性確保が容易でない。

【0004】従来、該Cr量が3%程度以下のCr-Mo系鋼の韌性改善の試みは、主に熱処理条件の工夫等で行われてきた。例えば特開昭50-44113号公報では、Crを1~3%、Moを0.5~1.5%含む高速増殖炉蒸気発生機伝熱管用の高温用低合金鋼の最終熱処理として、890℃~1000℃でオーステナイト化して焼きならしを施した後、650℃~760℃で、焼戻しパラメーターで規定した熱処理を施すことが開示されている。また、特開昭59-205449号公報の、Crを0.5~2%、Moを0.8~2%含む耐熱鋼においては、900℃~1100℃で2時間以上保持した後、焼入れまたは焼きならしを行い、さらに680℃~730℃で2時間以上保持する焼戻しが必要であることが開示されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかし、従来のCr-Mo系の低合金鋼においては、韌性に対する配慮が必ずしも十分でなく、特に50mm以上の厚手材の板厚中心部において、良好な強度と韌性とを確保することは困難であった。

【0006】そこで本発明は、Cr-Mo系の低合金鋼におけるミクロ組織を最適化することと、そのための製造方法を提示して、Cr量が3%以下、Moが1.5%以下の範囲で複合添加されたCr-Mo系の低合金耐熱鋼、特に板厚が50mm以上、200mm以下程度の厚手材において、溶接性と強度及び低温韌性に優れた鋼と、その製造方法を提供することを目的とするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】Cr量が3%以下、Moが1.5%以下の程度の低Cr-Mo系鋼、特に板厚が50mm以上の厚手材においては、低Cr-Mo鋼特有の変態挙動に起因して、通常の圧延まや焼きならしまでは粗大な初析塊状フェライトとベイナイトあるいはマルテンサイト、さらにはベイナイトとマルテンサイトとの混合組織からなる第二相で構成される組織となる場合が多い。該第二相は硬質でかつ初析フェライトと同様粗大となる傾向があり、これら粗大なフェライトと第二相のために韌性が大幅に劣化する。

【0008】本発明は、溶接性を阻害することなく必要な強度を確保した上で、韌性を改善するための組織要件とその達成手段を提供するものであり、その要旨は以下の通りである。

(1) 重量%で、C : 0.01~0.2%、Si : 0.01~1%、Mn : 0.1~2%、

Cr : 0.1~3%、Mo : 0.1~1.5%、Al : 0.001~0.1%、N : 0.001~0.01%を含有し、さらに不純物として、P : 0.025%以下、S : 0.015%以下を含有し、残部が鉄及び不可避不純物からなり、下記(a)、(b)いずれかの組織を有することを特徴とする溶接性と低温韌性に優れた低合金耐熱鋼。

(a) 旧オーステナイト粒径が50μm以下のベイナイトのみからなる組織。

(b) 旧オーステナイト粒径が50μm以下のベイナイト組織に加えて、旧オーステナイト粒径が50μm以下のマルテンサイト組織：面積率50%以下、平均粒径が20μm以下のフェライト組織：面積率30%以下の一方もしくは両方を有する混合組織。

【0009】(2) 重量%でさらに、Ni : 0.01~1%、Cu : 0.01~1%、Ti : 0.003~0.1%、V : 0.005~0.5%、Nb : 0.003~0.1%、Zr : 0.003~0.1%、Ta : 0.005~0.2%、W : 0.1~2%、B : 0.0003~0.01%の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(1)に記載の溶接性と低温韌性に優れた低合金耐熱鋼。

(3) 重量%でさらに、Mg : 0.0005~0.01%、Ca : 0.0005~0.01%、REM : 0.005~0.1%の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(1)または(2)に記載の溶接性と低温韌性に優れた低合金耐熱鋼。

【0010】(4) 前記(1)~(3)のいずれか1項に記載の低合金耐熱鋼の製造方法であって、請求項1~3のいずれか1項に記載の成分を含有する鋼片を鋼片を1000~1300℃に加熱し、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で累積圧下率が30~80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延を行った後、Ac₁変態点以上1000℃以下でオーステナイト化し、焼きならしを施すことを特徴とする溶接性と低温韌性に優れた低合金耐熱鋼の製造方法。

(5) 焼きならし後に500℃以上Ac₁変態点未満で焼き戻すことを特徴とする前記(4)に記載の溶接性と低温韌性に優れた低合金耐熱鋼の製造方法。

【0011】(6) 前記(1)~(3)のいずれか1項に記載の低合金耐熱鋼の製造方法であって、請求項1~3のいずれか1項に記載の成分を含有する鋼片を鋼片を1000~1300℃に加熱し、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で累積圧下率が30~80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延を行った後、Ac₁変態点以上1000℃以下でオーステナイト化し、1~50℃/sの冷却速度で焼入れを行い、さらに500℃以上Ac₁変態点未満で焼き戻すことを特徴とする溶接性と低温韌性に優れた低合金耐熱鋼の製造方法。

(7) 熱間圧延後、700℃以上の温度から5~50

°C/s の冷却速度で 600 °C 以下まで加速冷却を行うことを特徴とする前記 (4) ~ (6) のいずれか 1 項に記載の溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼の製造方法。

【0012】

【発明の実施の形態】板厚が 50 mm 以上の厚手で、Cr 量が 3 % 以下、Mo が 1.5 % 以下の程度の低 Cr-Mo 系鋼において、溶接性を阻害することなく必要な強度を確保した上で、靱性を改善するためには、化学組成を後述の理由により本発明の範囲とすると共に、以下のような組織形態とする必要がある。なお、該必要組織形態は靱性が最も劣化する板厚中心部についてのものであり、板厚中心部で該組織形態が満足されていれば、他の板厚位置においては必然的に高靱性が達成される。

(a) 旧オーステナイト粒径が 50 μm 以下のベイナイトのみからなる組織。

(b) 旧オーステナイト粒径が 50 μm 以下のベイナイト組織に加えて、旧オーステナイト粒径が 50 μm 以下のマルテンサイト組織：面積率 50 % 以下、平均粒径が 20 μm 以下のフェライト組織：面積率 30 % 以下の一方もしくは両方を有する混合組織。

【0013】以下、該組織要件について詳細に説明する。本発明の低 Cr-Mo 系鋼において、強度を確保した上で靱性を向上するためには、第一に粗大な初析フェライトを抑制する必要がある。そのためには、フェライトの生成自体を抑制するか、あるいは生成量を抑制した上で、フェライト粒径の微細化を図る必要がある。靱性の確保だけでは細粒フェライト組織でもよいが、クリープ強度を含めた強度特性を同時に満足するためには、一定量以上の硬質第二相が必要となる。このような観点から、溶接性、強度、クリープ特性、靱性を同時に確保できる組織要件を検討した結果、上記 (a) または (b) に示す組織が上記条件を満たすことを知見した。

【0014】上記「(a) 旧オーステナイト粒径が 50 μm 以下のベイナイトのみからなる組織」とするのは、初析フェライトを完全に抑制した場合、最も好ましい組織はベイナイト単相組織であるためである。すなわちベイナイト組織では、炭化物が微細分散し有効結晶粒径も微細となるため、良好な靱性が達成される。ただし、変態前の旧オーステナイト粒径が粗大であると、ベイナイト組織となった後の有効結晶粒径が粗大となるため靱性劣化を生じる。許容できる範囲として、旧オーステナイト粒径は 50 μm 以下とする必要がある。

【0015】なお、ベイナイト組織単相を得ようとする化学組成や製造条件が限られるが、ベイナイト組織単相でなくとも、上記 (b) の組織要件、すなわち「旧オーステナイト粒径が 50 μm 以下のベイナイト組織に加えて、旧オーステナイト粒径が 50 μm 以下のマルテンサイト組織：面積率 50 % 以下、もしくは平均粒径が 20 μm 以下のフェライト組織：面積率 30 % 以下の一方

もしくは両方を有する混合組織」とすれば、同等の特性が達成される。

【0016】上記 (b) の組織要件において、旧オーステナイト粒径は (a) と同じ理由で 50 μm 以下とする必要がある。フェライト粒径については、20 μm 超であると靱性を十分確保できないため、粒径は 20 μm 以下とする。また、混合組織における組織割合については、マルテンサイト組織は面積率で 50 % 以下とするが、これは、硬質のマルテンサイトは靱性劣化要因となるため、靱性への悪影響を許容できる限度として面積率で 50 % 以下とする必要がある。一方、フェライト組織が存在すると、特に強度、クリープ強度確保に好ましくないため、フェライト組織の割合は 30 % 以下が必須である。

【0017】なお、組織の判別は板厚中心部における倍率が 100 ~ 2000 倍程度の光学顕微鏡組織写真、走査型電子顕微鏡組織写真により行い、旧オーステナイト粒径、フェライト粒径の測定は該組織写真において、切断法により行う。また、各組織割合は同じ組織写真を用いて、点算法あるいは画像解析装置により求めた面積率である。なお、フェライト、ベイナイト、マルテンサイトとは別に、該組織中にはセメントライト、炭窒化物等の析出物や介在物が観察されるが、組織割合の測定には含めない。

【0018】以上が、本発明の溶接性と低温靱性に優れた低合金耐熱鋼における組織要件であり、本組織要件を満足することにより、過剰な合金添加に頼ることなく、強度、靱性等の必要特性を満足することができ、従って優れた溶接性も達成される。

【0019】ただし、該組織要件を満足して効果を発揮するためには、個々の化学成分についても下記に述べる理由により、各々限定する必要がある。以下に述べる成分量は重量 % である。C は、鋼の強度を向上させる有効な成分として含有するもので、0.01 % 未満では構造用鋼に必要な強度の確保が困難であるが、0.2 % を超える過剰の含有は母材及び溶接部の靱性や耐溶接割れ性を低下させるので、0.01 ~ 0.2 % の範囲とした。

【0020】Si は、脱酸元素として、また母材の強度確保に有効な元素であるが、0.01 % 未満の含有では脱酸が不十分となり、また強度確保に不利である。逆に 1 % を超える過剰の含有は粗大な酸化物を形成して延性や靱性の劣化を招く。そこで Si の範囲は 0.01 ~ 1 % とした。

【0021】Mn は母材の強度、靱性の確保に必要な元素であり、最低限 0.1 % 以上含有する必要があるが、過剰に含有すると、硬質相の生成や粒界脆化等により母材靱性や溶接部の靱性、さらに溶接割れ性など劣化させるため、材質上許容できる範囲で上限を 2 % とした。

【0022】Cr は、中高温用鋼において、耐酸化特性確保のために必須の元素であり、効果発揮のためには

10

20

30

40

50

0.1%以上必要である。一方、Crが3%超の鋼では、焼入性が高くなって製造方法によらず、ベイナイト+マルテンサイト組織〜マルテンサイト単相組織となり本発明の範囲外となるので、本発明のCr量の範囲は0.1~3%とする。

【0023】Moは、固溶強化、析出強化によりクリープ強度向上に最も有効な元素であり、0.1%以上の添加が必須である。一方、1.5%超の添加では、粗大な析出物を形成して靱性、延性を大幅に劣化させるため、0.1~1.5%の範囲とする。

【0024】Alは、脱酸、オーステナイト粒径の細粒化等に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要がある。一方、0.1%を超えて過剰に含有すると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるため、0.001%~0.1%の範囲に限定する必要がある。

【0025】Nは、AlやTiと結びついてオーステナイト粒微細化に有効に働くため、微量であれば機械的特性に有効に働く。また、工業的に鋼中のNを完全に除去することは不可能であり、必要以上に低減することは製造工程に過大な負荷をかけるため好ましくない。そのため、工業的に制御が可能で製造工程への負荷が許容できる範囲として、下限を0.001%とする。一方過剰に含有すると、固溶Nが増加し、延性や靱性に悪影響を及ぼす可能性があるため、許容できる範囲として上限を0.01%とする。

【0026】P、Sは不純物元素で、延性、靱性を劣化させる元素であり、極力低減することが好ましいが、材質劣化が大きくなり、許容できる量として、Pの上限を0.025%、Sの上限を0.015%に限定する。

【0027】以上が本発明の鋼材の基本成分の限定理由であるが、本発明においては、強度・靱性の調整のために、必要に応じて、Ni、Cu、Ti、V、Nb、Zr、Ta、W、Bの1種または2種以上を含有することができる。それら成分の含有量について以下に説明する。

【0028】Niは、母材の強度と靱性を同時に向上でき、非常に有効な元素であるが、効果を発揮させるためには0.01%以上含有させる必要がある。含有量が多くなると強度、靱性は向上するが、1%を超えて添加すると溶接性やクリープ破断特性が劣化するため、上限を1%とする。

【0029】Cuも、ほぼNiと同様の効果を有するが、1%超では熱間加工性に問題を生じるため、0.01~1%の範囲に限定する。

【0030】Tiは、析出強化により母材強度向上に寄与すると共に、TiNの形成により加熱オーステナイト粒微細化にも有効な元素であり、靱性向上にも有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.003%以上の含有が必要である。一方、0.1%を超えると粗大

な析出物、介在物を形成して靱性や延性を劣化させるため、上限を0.1%とする。

【0031】Vは、炭化物、窒化物を形成して強度、クリープ破断強度向上に有効な元素であるが、過剰の含有では析出脆化により靱性が劣化する。従って、靱性の大きな劣化を招かずに効果を発揮できる範囲として、0.005~0.5%の範囲に限定する。

【0032】Nbも、Nb(C、N)を形成することで強度、靱性、クリープ破断強度の向上に有効な元素であるが、過剰の含有では析出脆化により靱性が劣化する。従って、靱性の劣化を招かずに効果を発揮できる範囲として、0.003~0.1%の範囲に限定する。

【0033】Zrも、窒化物を形成する元素であり、Tiと同様の効果を有するが、その効果を発揮するためには0.003%以上の含有が必要である。一方0.1%を超えると、Tiと同様に粗大な析出物、介在物を形成して靱性や延性を劣化させるため、0.003~0.1%の範囲に限定する。

【0034】Taも、Nbと同様の効果で強度、靱性、クリープ破断強度の向上に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.005%以上の含有が必要である。一方0.2%を超えると、析出脆化や粗大な析出物、介在物による靱性劣化を生じるため、上限を0.2%とする。

【0035】Wは、Moとほぼ同様の効果を有し、固溶強化及び析出強化により母材強度、クリープ破断強度の向上に有効であるが、効果を発揮するためには0.1%以上必要である。一方2%を超えて過剰に含有すると、靱性劣化が顕著となるため、上限を2%とする。

【0036】Bは、微量で確実にNと結びつくため、固溶N固定による靱性向上や、固溶Bの効果としての焼入性向上による強度・靱性向上、さらには析出物の粗大化抑制や粒界強化を通したクリープ特性向上に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.0003%以上必要である。一方、0.01%を超えて過剰に含有するとBNが粗大となり、延性や靱性に悪影響を及ぼす。また溶接性も劣化させるため、上限を0.01%とする。

【0037】さらに、延性の向上、継手靱性向上、さらにクリープ脆化抑制のために、必要に応じてMg、Ca、REMの1種または2種以上を含有することができる。Mg、Ca、REMは、いずれも硫化物の熱間圧延中の展伸を抑制して延性特性向上に有効であり、酸化物を微細化させて継手靱性の向上にも有効に働く。また、不純物元素の固定を通して、溶接熱影響部(HAZ)のクリープ脆化抑制にも有効である。これらの効果を発揮するための下限の含有量は、Mg及びCaは0.0005%、REMは0.005%である。一方、過剰に含有すると硫化物や酸化物の粗大化を生じ、延性、靱性の劣化を招くため、上限を各々、Mg、Caは0.01%、REMは0.1%とする。

【0038】以上が本発明の組織、化学組成に関する要件の限定理由である。該組織要件、化学組成範囲を満足すれば、本発明の目的とする板厚が50mm以上、200mm以下程度の厚手材において、溶接性と低温靱性に優れたCr量が3%以下、Moが1.5%以下の範囲で複合添加されたCr-Mo系の低合金耐熱鋼を得ることが可能である。

【0039】上記組織要件と化学組成範囲を満足すれば、該組織要件を達成する手段は問わないが、本発明においては、本発明の化学組成を有する鋼において本発明の組織要件を確実に得るための製造方法も発明した。すなわち、本発明の化学組成範囲において、

(a) 旧オーステナイト粒径が50μm以下のベイナイトのみからなる組織。

(b) 旧オーステナイト粒径が50μm以下のベイナイト組織に加えて、旧オーステナイト粒径が50μm以下のマルテンサイト組織：面積率50%以下、平均粒径が20μm以下のフェライト組織：面積率30%以下の一方もしくは両方を有する混合組織。のいずれかの組織を達成するためには、請求項4～7に示す製造方法が好ましい。

【0040】請求項4～7に示す製造方法の要件は、下記(ア)～(エ)に示す製造方法に区分されることから、以下(ア)～(エ)に示す製造方法ごとに説明する。なお、(ア)、(イ)の方法においては、必要に応じて500℃以上Ac₁、変態点未満で焼き戻すことができる。

【0041】(ア) 鋼片を1000～1300℃に加熱し、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で累積圧下率が30～80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延を行った後、Ac₁、変態点以上1000℃以下でオーステナイト化し、焼きならしを施す。

【0042】(イ) 鋼片を1000～1300℃に加熱し、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で累積圧下率が30～80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延を行い、700℃以上から冷却速度が5～50℃/s以下の加速冷却を600℃以下まで行った後、Ac₁、変態点以上1000℃以下でオーステナイト化し、焼きならしを施す。

【0043】(ウ) 鋼片を1000～1300℃に加熱し、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で累積圧下率が30～80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延を行った後、Ac₁、変態点以上1000℃以下でオーステナイト化し、1～50℃/sの冷却速度で焼入れを行い、さらに500℃以上、Ac₁、変態点未満で焼き戻す。

【0044】(エ) 鋼片を1000℃～1300℃に加熱し、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で累積圧下率が30～80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延を行い、700℃以上から冷却速度が5～

50℃/sの加速冷却を600℃以下まで行った後、Ac₁、変態点以上1000℃以下でオーステナイト化し、1℃/s以上50℃/s以下の冷却速度で焼入れを行い、さらに500℃以上Ac₁、変態点未満で焼き戻す。

【0045】以下に各々の方法について説明する。まず、(ア)、(イ)の方法は、焼きならしまたは焼きならし・焼戻し処理により製造する場合で、焼きならし後の組織を微細化して、本発明の組織要件を満足するために、焼きならし前に「鋼片を1000～1300℃に加熱し、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で累積圧下率が30～80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延」を施す。

【0046】これは、焼きならし前の組織を微細化することにより、焼きならし加熱時のオーステナイト粒や、さらに、その後の変態組織を微細化することが可能であるとの新知見に基づいたもので、そのためには、圧延に先立ち、鋼片の加熱温度を1000～1300℃の温度に限定する必要がある。加熱温度が1000℃未満であると溶体化が不十分となって、未溶解粗大析出物が残存して材質に悪影響を及ぼし、1300℃超であると加熱オーステナイト粒径が極端に粗大となってその後の圧延、熱処理でも組織微細化が不十分となる。

【0047】鋼片を1000～1300℃に加熱した後、圧延開始温度が950℃以下で圧延終了温度が750℃以上で、累積圧下率が30～80%の仕上げ圧延を含む熱間圧延を施すことにより、オーステナイト粒径が微細となり、かつ加工によりオーステナイト中の転位密度が高くなって、変態組織を微細化することが可能となる。

【0048】該仕上げ圧延の圧延開始温度が950℃超では、細粒化と転位の導入が不十分で好ましくなく、一方750℃より低くなると、圧延中の変態が生じて混粒が顕著となる恐れがある。また、その際の累積圧下率は30%以上でないと、やはりオーステナイトの微細化が十分でない。累積圧下率は大いほど細粒化の効果は大きい、80%超では効果が飽和すると同時に、本発明は厚手材を目的としていることから、仕上げ圧延における累積圧下率は30～80%に限定する。

【0049】なお、鋼片厚さと鋼板厚さとの関係から、必要に応じて仕上げ圧延に先立って粗圧延を行うことは構わない。粗圧延は焼きならし後の組織、材質にはほとんど影響を及ぼさないため、仕上げ圧延の温度、累積圧下率が本発明を満足できる範囲であればその条件は問わない。

【0050】上記圧延後の冷却は(ア)の方法では放冷、(イ)の方法では加速冷却とする。(イ)の条件による加速冷却の方が最終的な組織の微細化には好ましいが、(ア)、(イ)いずれでも本発明の組織要件を満足することは可能であり、化学組成、板厚と必要特性との関係から必要に応じて(ア)あるいは(イ)のいずれか

を選択する。

【0051】圧延後に加速冷却する場合は、700℃以上から冷却速度が5～50℃/sの加速冷却を600℃以下まで行う。700℃以上から開始するのは、700℃未満では加速冷却前に変態が開始する場合があります、加速冷却の効果が減る恐れがあるためであり、冷却速度を5℃/s以上とするのは、5℃/s未満では加速冷却による組織微細化効果が十分でないためであり、50℃/s以下とするのは、50℃/s超では加速冷却の効果が飽和するのと、厚手材を50℃/s超で冷却することが工業的に容易でないためである。

【0052】また、加速冷却は必要に応じて600℃以下まで行うが、これは、600℃超で加速冷却を停止した場合は、未変態オーステナイトの割合が高く、加速冷却の効果が発現しないためである。600℃以下の停止であれば加速冷却による最終組織の微細化効果は明確に生じるが、より確実には400℃以下まで加速冷却を行うことが好ましい。

【0053】以上の条件の熱間圧延を行った後、焼きならしを施す。焼きならし温度が高くなると、熱間圧延の効果が解消され、組織微細化が不十分となる。本発明の熱間圧延の効果が有効に働き、最終的な組織が本発明の組織要件を満足するために、本発明では焼きならし温度を1000℃以下に限定する。また、焼きならしは組織の均一化のために一旦オーステナイト単相にする必要があることから、焼きならし温度の下限をAc₁変態点とする。

【0054】以上が、(ア)、(イ)の方法に関する限定理由であるが、(ア)、(イ)の方法においては焼きならしま、及び焼きならし後に、さらに焼戻しを施すことも可能である。焼戻しは必要に応じて、材質の調整、残留応力の低減等を目的として行うが、その際は焼戻し温度を500℃以上Ac₁変態点未満に限定する。これは、本発明の化学組成では、500℃未満の焼戻しでは焼戻しによる好ましい材質変化がほとんど生じないためと、Ac₁変態点超では逆変態オーステナイトが生成し、該オーステナイトが最終的には硬質のマルテンサイトに変態して材質に悪影響を及ぼすためである。

【0055】なお、焼戻し条件に関しては、焼戻し温度をT(℃)、焼戻し時間をt(h)としたとき、 $(T+273)(20+\log t)$ で求められる焼戻しパラメーターが15000～22000となる条件であれば、材質の極端な劣化を招かない。特に好ましくは、焼戻しパラメーターを18000～21000とするのが良い。

【0056】以上が、(ア)、(イ)の方法における限定理由である。次に(ウ)、(エ)の方法について説明する。(ウ)、(エ)の方法は各々(ア)、(イ)の方法に対して、焼きならしのかわりに焼入れを行う点が異なる。従って、熱間圧延条件に関する限定理由は

(ア)、(イ)の方法と同じである。焼入れを行う方が

組織微細化には有利であり、極厚材で板厚中心部の組織微細化が困難な場合や、必要靱性レベルが高い場合などに特に好ましい。

【0057】焼入れ条件としては、加熱温度はAc₁変態点以上1000℃以下、焼入れの冷却速度は1℃/s以上50℃/s以下に限定する。加熱温度をAc₁変態点以上、1000℃以下とするのは(ア)、(イ)の方法における焼きならし加熱温度の限定理由と同じである。焼入れの冷却速度は、1℃/s未満では加速冷却による組織微細化やフェライト生成の抑制が十分でなく、50℃/s超では加速冷却の効果が飽和するのと、厚手材を50℃/s超で冷却することが工業的に容易でないためである。

【0058】(ウ)、(エ)の方法においては焼入れを行うが、焼入れままでは板厚方向の材質変動が大きく、残留応力も存在するため、焼入れ後の焼戻しが必須である。その際は焼戻し温度を500℃以上Ac₁変態点未満に限定する。これは、本発明の化学組成では、500℃未満の焼戻しでは焼戻しによる好ましい材質変化がほとんど生じないためと、Ac₁変態点超では逆変態オーステナイトが生成し、該オーステナイトが最終的には硬質のマルテンサイトに変態して材質に悪影響を及ぼすためである。

【0059】なお、焼戻し条件に関しては、(ア)、(イ)における焼戻しと同様に、焼戻し温度をT(℃)、焼戻し時間をt(h)としたとき、 $(T+273)(20+\log t)$ で求められる焼戻しパラメーターが、15000～22000となる条件であれば、材質の極端な劣化を招かない。特に好ましくは、焼戻しパラメーターを18000～21000とするのが良い。なお、本発明の方法は、本発明で規定している化学組成の鋼全般の強度・靱性向上に適用できるものであり、耐熱用途以外の鋼にも汎用的に用いることが可能である。以上が、本発明の要件についての説明であるが、さらに、実施例に基づいて本発明の効果を示す。

【0060】

【実施例】表1に示す化学組成を有する鋼を用いて本発明の効果を確認した。表1の内、鋼片番号1～12は本発明の化学組成を有しており、鋼片番号13～15は比較例として本発明の化学組成範囲を外れているものである。表2(表2-1、表2-2)は、表1の化学組成を有する鋼片を用いて製造された鋼板の製造方法を示している。また、表3は鋼板の組織形態と機械的性質を示した結果である。

【0061】機械的性質としては室温強度(0.2%耐力、引張強さ)、2mmVノッチシャルピー衝撃試験における50%破面遷移温度(vTrs)、クリープ破断特性(550℃～650℃において負荷応力を種々変化させて求めた破断時間が約100h～10000h程度のデータに基づいて、負荷応力とラーソンミラーパラメー

ターとの関係から推定した550℃x10万h破断強度)、試験片はいずれも鋼板の板厚中心部から圧延方向に直角な方向(C方向)に採取した。

【0062】鋼材番号A1～A15は本発明により製造した鋼板であり、板厚が50mm～150mmと厚手材でありながら、クリープ特性、靱性とも比較鋼に比べて優れていることが明らかである。特に靱性の優位性が明白である。

【0063】一方、比較例の鋼材番号B1からB6は本発明の要件を満足していないため、本発明鋼に比べて特性が劣るが、その理由を以下に述べる。鋼材番号B1の鋼板は、Cが過剰なため、本発明の組織要件は満足しているものの、靱性の劣化が著しい。鋼材番号B2の鋼板は、Mnが過剰なため、本発明の組織要件は満足しているものの、靱性が劣る。クリープ特性も若干劣る。鋼材番号B3の鋼板は、Pが過剰なため、本発明の組織要件

は満足しているものの、靱性とクリープ強度がともに劣る。鋼材番号B4の鋼板は、焼きならし温度が過大で本発明を満足していないため、フェライト粒径及びマルテンサイト粒径が粗大となり、靱性劣化が大きい。鋼材番号B5の鋼板は、熱間圧延における950℃以下で行う仕上げ圧延の累積圧下率が十分でないため、やはり結晶粒径が微細でなく、靱性が劣る。鋼材番号B6の鋼板は、マルテンサイト単相のため、本発明の鋼に比べて靱性が若干劣る。

10 【0064】以上の実施例によれば、本発明の要件を満足することにより、板厚が50mm以上、200mm以下程度の厚手材においても、Cr-Mo系の低合金耐熱鋼の靱性を他の特性を劣化させることなく改善できることは明白である。

【0065】

【表1】

[0066]

表 1

(化学成分: 重量%)

区 分	銅片 番号	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ni	Cu	Ti	V	Nb	B	Ta	Zr	W	Mg	Ca	REM
本 部	1	0.15	0.52	0.54	0.010	0.003	0.005	0.0044	1.24	0.54	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	2	0.14	0.48	0.53	0.009	0.003	0.006	0.0039	1.25	0.51	-	-	-	-	0.016	-	-	-	-	-	-	-
	3	0.12	0.26	0.80	0.012	0.002	0.008	0.0035	1.03	0.55	-	-	-	-	0.033	-	-	-	-	-	-	-
	4	0.15	0.36	0.75	0.009	0.005	0.035	0.0038	1.22	0.58	-	-	-	-	-	0.0015	-	-	-	-	-	-
	5	0.13	0.27	0.52	0.010	0.002	0.005	0.0030	1.42	0.50	-	-	0.016	-	-	0.0011	-	-	-	-	-	-
第 一 部	6	0.15	0.53	0.50	0.008	0.003	0.015	0.0041	1.45	0.60	0.20	0.10	-	-	0.013	0.0007	-	-	-	-	-	-
	7	0.13	0.55	0.59	0.007	0.001	0.016	0.0055	1.44	0.62	0.25	0.25	0.015	-	-	0.0010	-	-	-	-	-	-
	8	0.14	0.46	0.86	0.012	0.003	0.009	0.0046	1.39	0.58	0.30	-	-	0.162	0.030	0.0008	-	-	-	-	-	-
	9	0.15	0.36	0.55	0.009	0.002	0.012	0.0029	1.40	0.60	0.20	0.10	-	-	0.015	-	0.085	-	-	-	0.0021	-
	10	0.05	0.56	0.95	0.005	0.001	0.009	0.0048	1.45	0.59	0.25	0.25	-	0.045	-	-	-	0.089	0.50	-	-	-
例	11	0.08	0.19	0.43	0.011	0.005	0.055	0.0066	2.26	0.98	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0015	-	0.005
	12	0.11	0.32	0.75	0.008	0.005	0.012	0.0026	2.35	0.86	0.20	0.10	0.006	-	-	0.0012	0.044	-	0.15	-	0.0011	0.008
比	13	0.28	0.46	0.56	0.015	0.003	0.009	0.0055	1.43	0.56	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
敵	14	0.15	0.74	2.30	0.010	0.005	0.016	0.0037	1.28	0.61	-	-	-	-	0.017	-	-	-	-	-	-	-
例	15	0.13	0.50	0.72	0.025	0.005	0.008	0.0047	2.29	1.02	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

【表 2】

表 2-1

区分	鋼材 番号	鋼片 番号	鋼片厚 (mm)	圧				延				条件			
				加熱 温度 (°C)	粗圧延開 始温度 (°C)	仕上圧延 開始板厚 (mm)	圧延開 始温度 (°C)	圧延終 了温度 (°C)	累積圧 下率 (%)	鋼板 板厚 (mm)	有無	加 速 開始温度 (°C)	冷 却速度 (°C/s)	条件	停止温度 (°C)
本	A 1	1	250	1050	1000	200	920	850	75	50	無	—	—	—	—
	A 2	2	150	1150	—	150	900	830	67	50	無	—	—	—	—
	A 3	3	200	1250	1050	125	900	860	40	75	無	—	—	—	—
	A 4	4	250	1000	—	250	950	830	70	75	無	—	—	—	—
	A 5	5	300	1050	1000	250	930	850	60	100	有	750	15	—	<100
究	A 6	6	200	1130	—	200	830	800	50	100	無	—	—	—	—
	A 7	7	150	1050	—	150	850	800	67	50	無	—	—	—	—
	A 8	8	150	1050	—	150	900	820	67	50	無	—	—	—	—
	A 9	9	150	1050	—	150	830	750	67	50	無	—	—	—	—
	A 10	10	150	1050	—	150	880	820	67	50	無	—	—	—	—
明	A 11	11	150	1050	—	150	830	780	33	100	無	—	—	—	—
	A 12	12	250	1050	—	250	850	800	40	150	無	—	—	—	—
	A 13	5	300	1050	1000	250	930	850	80	50	有	750	15	—	<100
	A 14	5	300	1050	1000	250	930	850	60	100	無	—	—	—	—
	A 15	6	200	1130	—	200	830	800	50	100	有	750	15	—	500
比	B 1	13	200	1250	1120	150	950	890	33	100	無	—	—	—	—
	B 2	14	200	1250	1100	150	930	850	33	100	無	—	—	—	—
	B 3	15	200	1250	1080	150	950	870	33	100	無	—	—	—	—
較	B 4	5	300	1050	1000	250	930	850	60	100	有	750	15	—	<100
	B 5	6	200	1130	1050	125	930	850	20	100	無	—	—	—	—
	B 6	11	150	1050	980	100	900	830	50	50	無	—	—	—	—

表2-2

区分	鋼材 番号	鋼片 番号	焼入れ又は焼きならし条件			焼戻し条件			
			熱処理 種類	加熱 温度 (℃)	焼入れ 冷却速度 (℃/s)	焼戻し 有無	加熱 温度 (℃)	保持 時間 (h)	焼戻し パラメ ーター
本 発 明 例	A1	1	焼きならし	930	—	無	—	—	—
	A2	2	焼きならし	990	—	有	650	3	18900
	A3	3	焼入れ	930	20	有	675	2	19245
	A4	4	焼きならし	880	—	有	675	2	19245
	A5	5	焼入れ	880	15	有	695	2	19651
	A6	6	焼きならし	880	—	有	695	10	20328
	A7	7	焼きならし	880	—	有	650	3	18900
	A8	8	焼きならし	880	—	有	675	5	19623
	A9	9	焼きならし	880	—	有	675	3	19412
	A10	10	焼きならし	880	—	有	695	3	19822
	A11	11	焼きならし	880	—	有	695	3	19822
	A12	12	焼きならし	880	—	有	695	3	19822
	A13	5	焼入れ	950	15	有	695	5	20037
	A14	5	焼きならし	880	—	有	695	15	20498
	A15	6	焼入れ	900	15	有	695	15	20498
比 較 例	B1	13	焼きならし	950	—	有	695	5	20037
	B2	14	焼きならし	950	—	有	695	5	20037
	B3	15	焼きならし	930	—	有	695	5	20037
	B4	5	焼きならし	1100	—	有	695	3	19822
	B5	6	焼きならし	1000	—	有	695	3	19822
	B6	11	焼入れ	1000	30	有	650	2	18738

[0068]

[表4]

表 3

区 分	鋼材 番号	鋼片 番号	組織形態						室温引張特性			塑性 vTrs (℃)	550℃10万h クリープ破断強度 (注2)(MPa)
			面積率(%)			平均粒径(μm) (注1)			0.2%耐力 (MPa)	引張強度 (MPa)			
			フェライト	ベイナイト	マルテンサイト	フェライト	ベイナイト	マルテンサイト					
本 発 明	A1	1	28	56	16	16.3	25.1	26.0	402	579	-40	81	
	A2	2	26	63	11	11.9	19.8	20.6	411	573	-56	90	
	A3	3	22	58	20	12.0	21.3	22.4	456	599	-55	88	
	A4	4	3	69	28	9.5	26.4	25.8	462	601	-49	92	
	A5	5	0	85	15	-	22.9	14.3	480	610	-67	95	
比 較 例	A6	6	5	68	27	8.8	25.6	22.7	448	587	-51	86	
	A7	7	0	89	11	-	23.5	25.1	479	602	-54	91	
	A8	8	8	70	22	8.5	20.6	22.3	450	586	-62	93	
	A9	9	28	60	12	10.4	19.9	21.1	476	585	-58	94	
	A10	10	15	85	0	13.3	20.7	-	485	620	-50	103	
比 較 例	A11	11	0	100	0	-	23.6	-	481	600	-74	93	
	A12	12	0	83	17	-	18.7	21.4	492	614	-63	118	
	A13	5	0	66	34	-	19.5	19.5	485	612	-59	96	
	A14	5	0	100	0	-	22.6	-	472	595	-71	98	
	A15	6	0	58	42	-	20.6	21.7	466	597	-68	90	
比 較 例	B1	13	29	35	36	19.3	25.0	24.8	413	581	11	76	
	B2	14	0	55	45	-	20.6	22.7	425	583	4	69	
	B3	15	0	86	14	-	28.1	25.9	477	598	21	65	
	B4	5	6	57	37	21.3	48.7	50.6	486	612	16	78	
	B5	6	5	61	34	19.8	51.3	52.4	451	594	11	83	
比 較 例	B6	11	0	0	100	-	-	26.7	496	603	-6	72	

注1)ペイナイト、マルテンサイトの粒径は旧オーステナイト粒径。

注2)550°C～650°Cにおける破断データから負荷応力とラーゾミジパラメータとの関係から推定した値。

【0069】

【発明の効果】以上述べたように、本発明は、組織形態を適正化することにより、Cr量が3%以下、Moが1.5%以下の範囲で複合添加されたCr-Mo系の低

合金耐熱鋼において、強度、クリープ特性だけでなく、溶接性、塑性も優れた板厚が50mm以上、200mm以下程度の厚手材の製造を可能にするものであり、産業上の効果が極めて大きい。

フロントページの続き

(72)発明者 橋本 勝郎
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内

F ターム(参考) 4K032 AA00 AA01 AA02 AA04 AA05
AA08 AA11 AA12 AA14 AA16
AA19 AA20 AA21 AA22 AA23
AA27 AA29 AA31 AA33 AA35
AA36 AA37 AA39 AA40 BA01
CA02 CA03 CB01 CB02 CC03
CC04 CD02 CD03 CF01 CF02
CF03